

論 文

1Cr-1Mo-0.25V 鋼の機械的特性におよぼす
Nb, Ni 添加および熱処理の影響

© 1984 ISIJ

川口 寛二*・河合 光雄*・宮崎 松生*²・渡辺 修*²Effect of Niobium and Nickel Additions and Heat Treatment on
Mechanical Properties of 1Cr-1Mo-0.25V Steel

Kanji KAWAGUCHI, Mitsuo KAWAI, Matsuo MIYAZAKI and Osamu WATANABE

Synopsis:

One housing 200 MW class steam turbine requires a rotor with both high temperature creep rupture strength and low temperature toughness.

A new rotor forging has been investigated in terms of the effects of additional elements (Nb and Ni) and heat treatments on 1Cr-1Mo-0.25V steel creep rupture strength and toughness. The additional elements and differential heat treatment (DHT) showed synergistic improvement in these mechanical properties. Thus, the 1Cr-1Mo-0.25V-Nb-Ni steel can be employed after DHT as rotor material for the one housing 200 MW class steam turbine.

1. 結 言

主蒸気温度 500°C 以上の事業用、産業用蒸気タービンは高圧 (中圧) タービンと低圧タービンの複数のタービンにより構成されるが、近年出力 200 MW クラスまでの中小容量タービンでは高圧部と低圧部のロータを一体構造としコンパクト化する傾向にある。

この一体型ロータには高圧部のクリープ破断強さと低圧部の靱性が同時に必要とされるが、従来高圧 (中圧) ロータとして使用されている 1%Cr-1%Mo-0.25%V 鋼では靱性が不十分で、また低圧ロータとして使用されている 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼ではクリープ破断強さが不足であり、両特性を同時に満たすことができない。

そこで筆者らはクリープ破断強さと靱性を同時に満足する高低圧一体型ロータの開発を目的に、1%Cr-1%Mo-0.25%V 鋼 (以下 Cr-Mo-V 鋼) の機械的特性におよぼす Nb, Ni 添加および熱処理の影響を調査、検討した。また得られた知見をもとに最大胴径 1650 mmφ、重量約 50 t の高低圧一体型ロータを試作し、その機械的特性を調査した。以下にその結果を報告する。

2. Cr-Mo-V 鋼の引張強さと靱性におよぼす Nb, Ni 添加の影響

2.1 試料および試験方法

試験に供した試料は現用の高圧ロータ材である Cr-

Mo-V 鋼を基本組成とし、これに靱性の向上をはかるため Nb および Ni を単独あるいは複合添加した Table 1 に示す 6 鋼種である。各試料は高周波真空溶解炉で 2 kg を溶解、鋳造後、1100°C で熱間鍛造を行い 16 mm φ の丸棒とした。ついで 1050°C×2 h の焼なまし処理を施した後、970°C×2 h のオーステナイト化処理を行い、ロータ胴径 1600~1700 mmφ の中心部冷却速度をシミュレートした 50°C/h の冷却速度で焼入れ、引き続き 670°C×12 h の焼もどしを行い供試材とした。

試験はインストロン引張試験機による引張強さ、0.02% 耐力と伸び、絞りの測定およびシャルピー衝撃試験機による衝撃値と延性破面率の測定を行った。なお引張試験には平行部径 6 mmφ、平行部長さ 30 mm の試験片を、衝撃試験には JIS 4 号試験片を用いた。

2.2 試験結果および考察

各試料の引張試験および衝撃試験の結果を Table 2 に示す。

Table 1. Chemical composition of specimens investigated with effect of Nb and Ni on mechanical properties. (%)

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Fe
1	0.25	0.2	0.7	0.3	1.1	1.3	0.25	—	Bal.
2	"	"	"	"	"	"	"	0.05	"
3	"	"	"	1.0	"	"	"	—	"
4	"	"	"	0.6	"	"	"	0.05	"
5	"	"	"	1.0	"	"	"	"	"
6	"	"	"	"	"	"	"	0.1	"

昭和 58 年 9 月 21 日受付 (Received Sep. 21, 1983)

* (株)東芝 総合研究所 (Research & Development Center, Toshiba Corporation, 1 Komukaitoshiba-cho Saiwai-ku Kawasaki 210)

*² (株)東芝 重電技術研究所 (Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corporation)

Table 2. Mechanical properties of 1Cr-1Mo-0.25V steel contained Nb and Ni.

No.	Tensile strength (kgf/mm ²)	0.02% Proof stress (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Impact value (kgf·m/cm ²)	Area of ductile fracture (%)
1	83.5	66.0	14.0	63.5	1.3	3
2	83.0	66.7	14.8	60.9	1.4	5
3	82.0	59.7	14.0	57.8	2.7	10
4	80.0	65.8	15.3	65.0	5.7	25
5	79.0	63.3	15.2	62.5	5.3	35
6	79.6	64.5	16.4	64.0	6.8	40

基本組成である試料 No. 1 に比べ結晶粒を微細化する Nb を単独添加した試料 No. 2 は引張強さや耐力にほとんど変化は見られない。また試料 No. 1 は旧オーステナイト結晶粒度 (G. S. N) が 5.5 であつたのに対し、試料 No. 2 は 7.1 と結晶粒が小さくなつたにもかかわらず衝撃値および延性破面率の向上はごくわずかであつた。このことから本実験鋼種である Cr-Mo-V 鋼においては Nb の単独添加による結晶粒の微細化だけでは靱性を大幅に向上させることはできず、野老ら¹⁾の研究結果と同様に結晶粒の微細化とともに引張強度の低下や組織の改善が靱性の向上に必要と考えられる。

Ni を単独添加した試料 No. 3 は基本組成の試料 No. 1 に比べ引張強さや耐力は低下しているが、衝撃値および延性破面率は向上しており Nb を単独添加した試料 No. 2 を上回る値が得られた。この靱性の向上は Ni 添加による焼もどし軟化抵抗の減少に起因した引張強度の低下および焼入臨界冷却速度が遅くなり下部ベイナイトが生成²⁾したことなどによるものと考えられる。しかし低圧ロータに必要な靱性を満足させるには 1% 程度の Ni 添加では不十分で、それ以上の添加が必要と考えられるが、福井ら³⁾の研究結果では Ni を 1% 以上添加しても靱性の向上はわずかであり、また Ni を 1.2% 以上添加すると耐力やクリープ破断強さを大きく低下させることとしていることから Ni の多量添加は好ましくないと想定されるので、Ni の添加量を 1% 程度までとし、Nb の複合添加の検討を行つた。

Nb と Ni を複合添加した試料 No. 4, 5, 6 について見ると、基本組成の試料 No. 1 に比べ引張強さ、耐力は若干低下するが衝撃値および延性破面率は大幅に向上しており、特に Nb 0.1%, Ni 1.0% 複合添加した試料 No. 6 は基本組成である試料 No. 1 に比べ衝撃値は約 5 倍、延性破面率は約 13 倍と優れた特性を示した。この衝撃値および延性破面率の向上は Nb 添加による結晶粒微細化と Ni 添加による引張強度の低下および下部ベイナイトの生成などの相乗効果によるものと考えられる。

以上の結果、Nb と Ni を複合添加した Cr-Mo-V 鋼は室温の強度および靱性の観点からは高低圧一体型ロ

ータ用材料として適用の可能性があると考えられる。

3. Ni, Nb を複合添加した Cr-Mo-V 鋼の機械的特性におよぼす熱処理の影響

3.1 試料および試験方法

供試材は前述の試験結果をもとに、Cr-Mo-V 鋼に Nb および Ni を複合添加したものおよび比較用として現用高圧ロータ材である Cr-Mo-V 鋼を実験に供した。試料の化学組成を Table 3 に示す。なお Nb 添加量を 0.035% と前述の試験より少なくした理由は Nb 添加量が多いと大径ロータの素体である鋼塊を溶製した際、ロータ鋼塊中心部に粗大な Nb 炭化物が偏析しやすくなり靱性を低下させること、また Nb の粗大炭化物近傍の炭素濃度が減少してフェライトが生成⁴⁾し機械的特性を悪くする恐れがあることなどによる。

試料の溶製は高周波真空溶解炉でそれぞれ 50 kg 溶解、 casting 後、1100°C で熱間鍛造を行い 40×60×1000 mm の角材を得た。ついで 1050°C×2h 炉冷の焼なまし処理を施したのち、Table 4 に示す調質処理を行い実験に供した。なお調質処理におけるオーステナイト化温度 970°C は現用高圧ロータ材である Cr-Mo-V 鋼のオーステナイト化温度であり、また焼入冷却速度はロータ胴径 1600~1700 mmφ の表層から中心までの各部位の冷却速度をそれぞれシミュレートしたものである。

Table 3. Chemical composition of specimens investigated with effect of heat treatment on mechanical properties.

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Fe
7*	0.28	0.05	0.69	0.29	1.10	1.24	0.23	—	Bal.
8**	0.23	0.03	0.66	0.90	1.07	1.13	0.22	0.035	Bal.

* P: 0.003, S: 0.009, Al: 0.006

** P: 0.003, S: 0.005, Al: 0.006

Table 4. Heat treatment conditions.

Austenitizing	Cooling rate	Tempering
970°C×2h	50°C/h	670°C×12h
970°C×2h	100°C/h	670°C×12h
970°C×2h	200°C/h	670°C×12h
970°C×2h	600°C/h	670°C×12h
1020°C×2h	600°C/h	670°C×12h

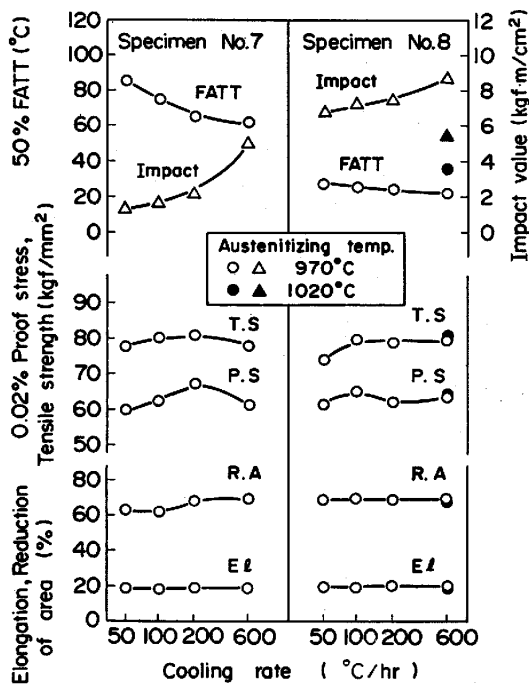


Fig. 1. Effect of heat treatment on mechanical properties.

試験はインストロン引張試験機による引張強さ、0.02%耐力、伸び、絞りの測定、シャルピー衝撃試験機による衝撃値と50% FATTの測定およびC₄型単式クリーブ試験機によるクリーブ破断強さの測定を行った。また光学顕微鏡による組織観察を1600~1700mmφのロータ中心部を想定した冷却速度50°C/hの試料について行った。

引張試験およびクリーブ破断試験には平行部径6mmφ、平行部長さ30mmの試験片を、衝撃試験にはJIS4号試験片を用いた。なおクリーブ破断試験は焼入冷却速度が大きいほど組織が上部ベイナイトから下部ベイナイトとなりクリーブ破断強さが低くなることから、ロータ表層部の冷却速度を想定した600°C/hの熱処理材について実施した。

3.2 試験結果および考察

引張試験結果および衝撃値と50% FATT測定結果をFig. 1に、クリーブ破断試験結果をFig. 2に示す。

970°Cから焼入れた各試料の引張特性はFig. 1に見られるように、現用高圧ロータ材であるCr-Mo-V鋼No. 7およびこれにNbとNiを複合添加した試料No. 8ともほぼ同等の値を示している。また両試料とも焼入冷却速度により引張強さや耐力の差が見られるが、これは冷却速度が速くなるにつれ組織が上部ベイナイトから下部ベイナイトに変化することから、これら組織変化に依存したものと考える。

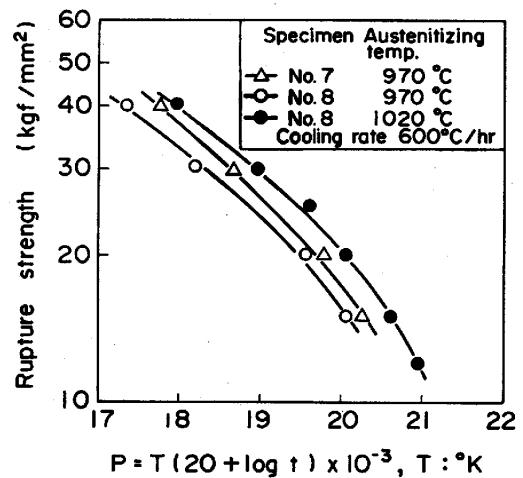
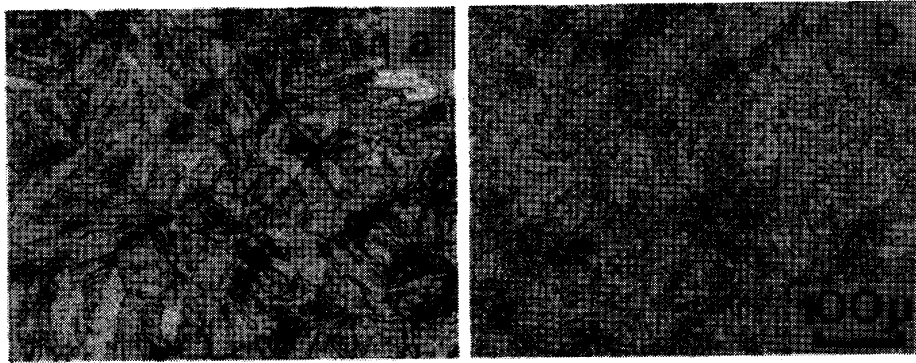


Fig. 2. Creep rupture strength of 1Cr-1Mo-0.25V steel contained Nb and Ni.

衝撃値および50% FATTは各冷却速度とも前項の試験結果と同様に、現用高圧ロータ材である試料No. 7に比べNbとNiを複合添加した試料No. 8は大幅に改善されており、NbとNiの複合添加は靱性の向上に効果のあることが確認された。また両試料とも衝撃値、50% FATTは焼入冷却速度に依存し、冷却速度が速くなるほど上部ベイナイトから下部ベイナイトになるため衝撃値は向上し50% FATTは低くなる²⁾。なおNbとNiを複合添加した試料No. 8の衝撃値および50% FATTは現用ロータ材である試料No. 7に比べ焼入冷却速度が50°C/h~600°C/hまで変わってもその変化が少ない。これは試料No. 7の顕微鏡組織が焼入冷却速度50°C/hでは上部ベイナイトであり、焼入冷却速度が大きくなるほど下部ベイナイトに変化し衝撃値や50% FATTが改善されるのに対し、試料No. 8の顕微鏡組織はNiの添加により焼入冷却速度が50°C/h~600°C/hまで下部ベイナイトが主体であることによると考える。

クリーブ破断試験の結果より明らかなように、NbとNiを複合添加した試料No. 8のクリーブ破断強さは現用高圧ロータ材である試料No. 7より低くなっている。この理由としてはNiの添加により炭化物の凝集粗大化が促進³⁾されたこと、また焼入臨界冷却速度が遅くなり下部ベイナイトが生成⁴⁾したことなどが考えられる。

そこでNbとNiを複合添加した試料No. 8についてクリーブ破断強さの向上を目的に、オーステナイト化温度を1020°Cと現用熱処理条件より50°C上昇させ、焼入冷却速度を600°C/hとした場合の引張強さ、50% FATTおよびクリーブ破断強さの測定を行った。この結果をFig. 1, 2に併記して示す。図より明らかなよう



a : No. 7 (G.S.N 5.3) b : No.8 (G.S.N 7.0)

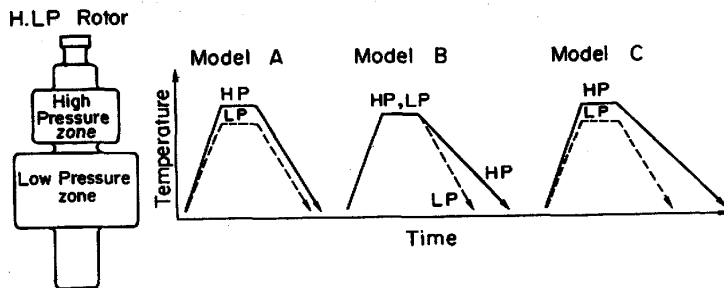
Photo. 1. Microstructure of representative specimens.
(Heat treatment : 970°C×2h-50°C/h, 670°C×12h)

Fig. 3. Schematic illustration of differential heat treatment for high and low pressure rotor.

にオーステナイト化温度を上げることにより炭化物の固溶、再析出量が増加することから、クリープ破断強さは向上し現用高圧ロータ材の試料 No. 7 を上回る値を示す。またオーステナイト化温度を上げることにより引張強さ、耐力も向上するが、反面衝撃値や 50% FATT などの靱性は低下する。なおこの靱性の低下は引張強度の上昇および結晶粒の粗大化に起因したものと考える。

ロータ中心部を想定した試料の顕微鏡組織観察結果を Photo. 1 に示す。現用高圧ロータ材である試料 No. 7 および Nb と Ni を複合添加した試料 No. 8 とともにフェライトは見られず焼もどしベイナイトであつた。なお試料 No. 7 の旧オーステナイト結晶粒度(G.S.N)は 5.3、Nb と Ni を複合添加した試料 No. 8 の結晶粒度は 7.0 であり、Nb の添加により結晶粒が微細化していることがわかる。また試料 No. 7 は上部ベイナイト、試料 No. 8 は上部ベイナイトの混在した下部ベイナイトで、これら組織や結晶粒度の違いが靱性に関与していると考えられる。

以上の結果、Cr-Mo-V 鋼に Nb と Ni を複合添加すると引張強さ、耐力は現用の高圧ロータ材とはほぼ同等の値が得られるとともに衝撃値や 50% FATT などの靱性は向上する反面、クリープ破断強さは低下する。なおオーステナイト化温度を 1020°C と高くした場合、ク

リープ破断強さは大幅に向上するが靱性は低下する。これらのことから Cr-Mo-V 鋼に Nb や Ni を単独あるいは複合添加しただけでは高低圧一体型ロータに必要なクリープ破断強さと靱性を同時に満足させ得ないことが判明した。

そこで高低圧一体型ロータの高圧部としての必要特性であるクリープ破断強さと、低圧部としての必要特性である靱性の両者を同時に満足させる方法として、Cr-Mo-V 鋼に Nb と Ni を複合添加するとともにロータの高圧部と低圧部の熱処理条件をそれぞれ変化させ組み合わせる方法が考えられる。その一例としての熱処理条件を Fig. 3 に示す。図中 Model A の熱処理はクリープ破断強さを必要とする高圧部 (HP) のオーステナイト化温度を高くし、靱性を必要とする低圧部 (LP) ではオーステナイト化温度を低くし、高圧部と低圧部のオーステナイト化温度に傾斜をつける方法で、また Model B の熱処理は高圧部、低圧部ともオーステナイト化温度を一定にし、焼入冷却速度を高圧部は遅くし、低圧部は速くする方法である。さらに Model C の熱処理は Model A と Model B を組み合わせた方法で、これら傾斜熱処理の適用が高低圧一体型ロータの実現に有効と考えられる。

4. 高低圧一体型モデルロータの試作とその機械的性質

4.1 試料および試験方法

実験に供した試料は前述の試験結果で得た知見をもとに Cr-Mo-V 鋼に Nb と Ni を複合添加した最大胴径 1650 mmφ, 本体重量約 50 t のモデルロータである. 供試モデルロータの化学組成を Table 5 に示す.

試料の溶製は塩基性電気炉で溶解, 真空鋳造後, 1100~1200°C で熱間鍛造を行い, ついで 1100°C×25 h の焼なましを行ったのち Fig. 4 に示す熱処理を実施した. なおこの熱処理は Fig. 3 に示した高圧部と低圧部のオーステナイト化温度および焼入冷却速度に差をつけた Model C の傾斜熱処理方法である. 傾斜熱処理条件としては, 高圧部のオーステナイト化温度が 980°C, 低圧部のオーステナイト化温度が 945°C で 24 h 保持したのち, 高圧部を衝風冷却, 低圧部をホスプレー冷却した. ついで 660°C×70 h の焼もどしを行った. なお高圧部のオーステナイト化温度を 980°C とした理由は前述した 1020°C のオーステナイト化温度ではクリープ

破断強さは十分であるが, 切り欠き弱化的⁷⁾の恐れのあることから現用の 970°C より若干高い温度の 980°C とした. また低圧部のオーステナイト化温度は質量効果によるロータ中心部の靱性の低下を軽減する目的で, 野老⁷⁾らと同様に現用 Cr-Mo-V ロータのオーステナイト化温度 970°C より温度を下げた 945°C とした.

試験は Fig. 5 に示したモデルロータの各部より採取した試験片を用い, 引張試験, 衝撃試験およびクリープ破断試験を行うとともに組織観察も合わせて行つた. 各試験には前述と同様の試験片を用いるとともに, 切り欠きラプチャー試験には形状係数 3 の試験片を使用した. なお機械的性質の調査を行う前にモデルロータの磁粉および超音波探傷を実施した結果, 内部欠陥は認められず健全なロータであつた.

4.2 試験結果および考察

モデルロータ各部より採取した試料の引張および衝撃試験結果を Table 6 に示す.

引張試験の結果, 低圧部の引張強さおよび耐力が高圧部より若干低い値を示しているが, これは靱性を重視しオーステナイト化温度を低くしたことによる. また衝撃

Table 5. Chemical composition of model rotor(%).

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Fe
0.26	0.08	0.62	0.93	1.25	1.25	0.24	0.03	Bal.
P=0.008, S: 0.005, Al: 0.008, N: 0.008								

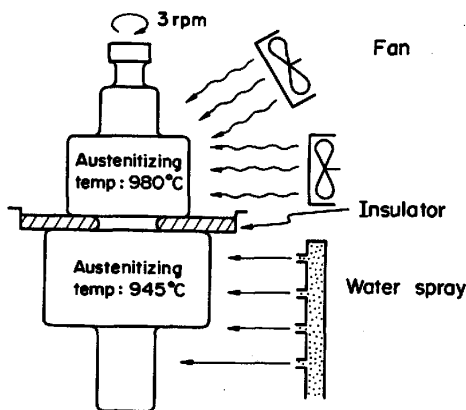


Fig. 4. Method of differential heat treatment for high and low pressure model rotor.

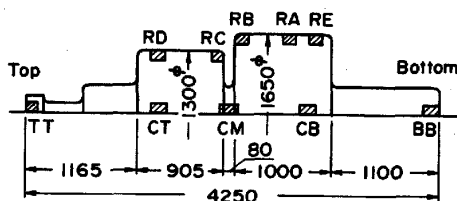


Fig. 5. Shape of high and low pressure model rotor and test position.

Table 6. Mechanical properties of high and low pressure model rotor.

Position	Tensile strength (kgf/mm ²)	0.02% Proof stress (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	50%FATT (°C)
RA	78.0	64.8	22.4	62.5	-32
RE	77.5	63.0	23.7	65.9	—
RB	79.0	66.6	24.0	68.2	-23
RC	81.9	66.9	22.8	65.0	+57
RD	80.0	65.3	22.6	64.5	+75
CT	81.3	64.6	22.2	60.0	+66
CM	79.8	63.9	18.2	49.2	+56
CB	78.1	63.5	21.2	56.6	+45

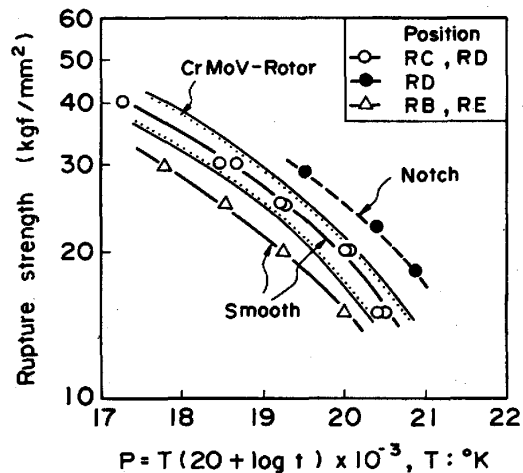
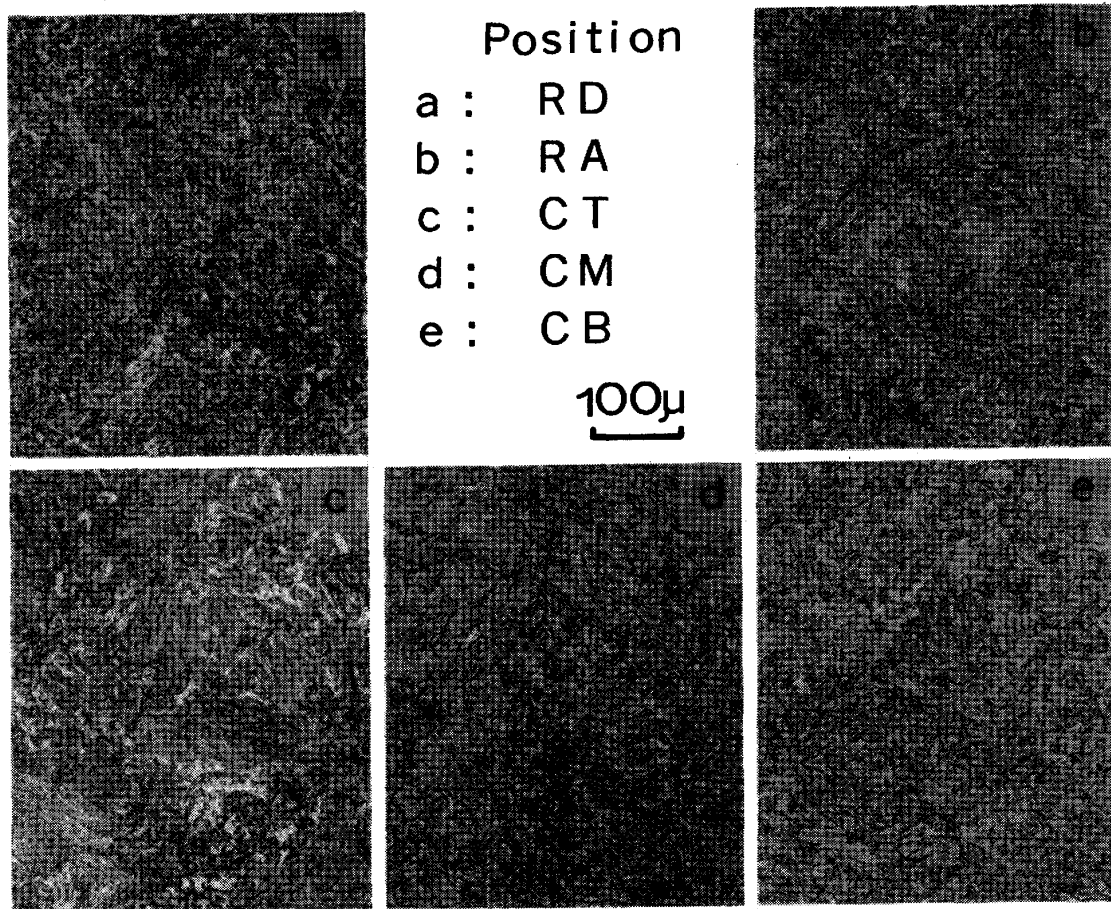


Fig. 6. Creep rupture strength of high and low pressure model rotor.



G.S.N a : 5.2, b : 6.8, c : 5.0, d : 6.0, e : 6.1

Photo. 2. Microstructure of high and low pressure model rotor.

試験の結果、低圧部中心 (CB) の 50% FATT は +45°C が得られ、従来から高圧ロータとして使用されている Cr-Mo-V 鋼製ロータの中心部 50% FATT+80~+120°C²⁾ に比べ 35°C 以上低くなっている。なおこの値は蒸気タービンにおける低圧最終段の蒸気温度 50~60°C より低いことから脆性破壊に対し安全性³⁾ を有しているといえる。

高圧部と低圧部の表層より採取した試料についてクリープ破断試験を行つた結果を Fig. 6 に示す。

高圧部表層のクリープ破断強さは従来から高圧ロータとして使用されている Cr-Mo-V 鋼のスキッターバンド²⁾ の中間にある。また切り欠き試験片による結果も平滑材より高い値を示し、切り欠き弱体化は認められなかった。

ロータ各部の顕微鏡組織を Photo. 2 に示すが、表層、中心部とも焼もどしベイナイトであり、特に焼入冷却速度の遅い低圧部の中心 (CB) においてもフェライトが見られず、胴径 1650mmφ と大型のロータでも十分に中心部まで焼きの入ることが確認された。またオーステナイト化温度の高い高圧部中心 (CT) では旧オーステナイ

ト結晶粒度が 5.0 で、上部ベイナイトの混在した下部ベイナイトとなつている。さらにオーステナイト化温度が低く水スプレー冷却した低圧部中心 (CB) の旧オーステナイト結晶粒度は 6.1 で、下部ベイナイトを示している。このような結晶粒度や組織の違いが靱性をはじめとする機械的特性の差につながつたものと考えられる。

5. 結 言

クリープ破断強さおよび靱性が同時に要求される高低圧一体型ロータの開発を目的に、Cr-Mo-V 鋼の機械的特性におよぼす Nb と Ni の単独および複合添加と熱処理の影響を調査、検討した。また得られた知見をもとに高低圧一体型モデルロータを試作し、その機械的特性を調査した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

1) Cr-Mo-V 鋼への Nb または Ni の単独添加は靱性向上の効果が小さい。

2) Nb と Ni を複合添加すると、Nb 添加による結晶粒の微細化および Ni 添加による引張強度の低下と下部ベイナイト組織の生成などの相乗効果により靱性は大

幅に向上する。

3) Nb と Ni を複合添加すると, Ni 添加により炭化物の凝集粗大化が促進されるとともに下部ベイナイトが生成しクリープ破断強さは低下する。

4) しかしオーステナイト化温度を上げると靱性は低下するが, クリープ破断強さは回復し大幅に向上することから, クリープ破断強さと靱性を同時に満足させる方法としては Nb と Ni の複合添加と高圧部, 低圧部のオーステナイト化温度や焼入冷却速度を変えた傾斜熱処理の組み合わせが有効と考える。

5) Cr-Mo-V 鋼に Nb と Ni を複合添加し, 傾斜熱処理を施した最大胴径 1650 mm ϕ , 本体重量約 50 t の高低圧一体型モデルロータを試作し特性評価を行った結果, 高圧部のクリープ破断強さおよび低圧部の靱性を同時に満足する高低圧一体型ロータを製造できることが判明した。

文 献

- 1) 野老博和, 河合光雄, 大沢 敏, 中山義夫, 金沢 暎, 宮崎松生: 学振 123 委員会研究報告, 15 (1974), p. 215
- 2) R. M. CURRAN: Progress in the Development of Large Rotor Forging Convegno Internazionale Della Fucinatura (1970) May, Terni Italy (Preprint)
- 3) 福井彰一, 山田誠吉, 多田光一郎: 電気製鋼, 52 (1981), p. 99
- 4) D. L. NEWHOUSE, C. J. BOYLE and R. M. CURRAN: ASTM 68th Annual Meeting (1965), p. 3
- 5) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 101
- 6) 中野 平, 山本俊二, 後藤督高, 鈴木定雄: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 908
- 7) 熊田有宏, 土屋勝弘: 学振 123 委員会研究報告, 8 (1967), p. 1
- 8) S. YUKAWA: ASME Annual Meeting, Los Angeles Calif, 17 (1969), p. 1